

FELIPE DA SILVA BARROS

ESTUDO DO ENVELHECIMENTO DA LIGA AA 7075 ENCRUADA

FELIPE DA SILVA BARROS

ESTUDO DO ENVELHECIMENTO DA LIGA AA 7075 ENCRUADA

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini

Guaratinguetá
2013

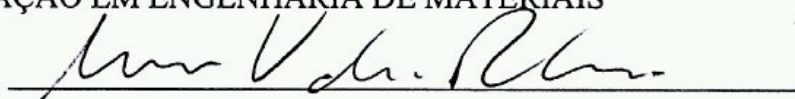
B277e	Barros, Felipe da Silva Estudo do envelhecimento da liga AA 7075 encruada / Felipe da Silva Barros – Guaratinguetá : [s.n], 2013. 38 f. : il. Bibliografia: f. 37-38 Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013. Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini 1. Ligas de alumínio 2. Incrustações I. Título CDU 669.715
-------	---

ESTUDO DO ENVELHECIMENTO DA LIGA AA 7075 ENCRUADA

Felipe da Silva Barros

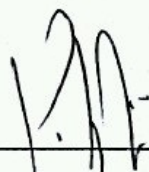
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE “GRADUADO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS”

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

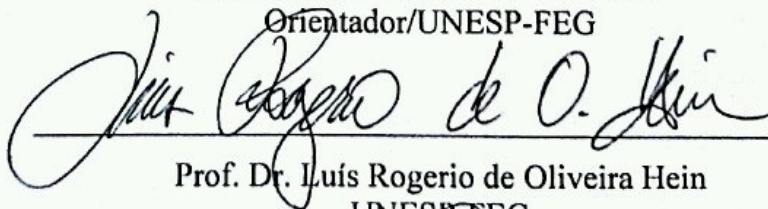


Prof. Dr. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO
Coordenador

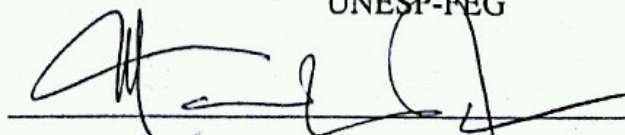
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini
Orientador/UNESP-FEG



Prof. Dr. Luís Rogerio de Oliveira Hein
UNESP-FEG



Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto
UNESP-FEG

Dezembro 2013

Aos meus pais.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente aos meus pais, *Marcos* e *Vera* que sempre me apoiaram e ajudaram em meus estudos, sempre procurando garantir o melhor para mim.

À minha família, que sempre procurou me apoiar e incentivar durante a graduação.

Ao Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini por sua dedicação em me orientar no Trabalho de Graduação, sempre disposto a ajudar e ensinar.

Ao Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein, pelo fornecimento do material utilizado nesse trabalho.

À República Arapuça que foi minha casa durante a graduação, onde fiz amigos que ficaram ao meu lado em momentos de estudos e descontração.

Finalmente, aos professores e técnicos que me ajudaram ao longo do Trabalho de Graduação auxiliando em seu desenvolvimento.

“Não basta ensinar ao homem uma especialidade, porque se tornará assim uma máquina utilizável e não uma personalidade. É necessário que adquira um sentimento, um senso prático daquilo que vale a pena ser empreendido, daquilo que é belo, do que é moralmente correto”.

Albert Einstein

BARROS, F. S. **Estudo do envelhecimento da liga AA 7075 encruada**. 2013. 37 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

RESUMO

Ligas de alumínio são de amplo uso na indústria, pois permitem combinar diversas propriedades mecânicas de acordo com os elementos de liga utilizados, além de tratamentos térmicos e processos mecânicos realizados, resultando em materiais com boa relação peso/resistência. As ligas da série 7XXX são ligas trabalhadas termicamente tratáveis utilizadas comumente na indústria aeroespacial, graças especialmente às suas propriedades mecânicas elevadas conseguidas após tratamento térmico de envelhecimento, o que aumenta o interesse em torno da liga 7075. Alguns estudos realizados com ligas envelhecíveis mostram que é possível que processos de conformação afetem nos resultados de envelhecimento. Dessa forma, esse trabalho foi realizado com a intenção de verificar a influência do encruamento no envelhecimento da liga AA 7075. Foram utilizadas três rotas de envelhecimento com corpos de prova previamente tratados termicamente. Na primeira rota foi realizado o tratamento T6 em um corpo de prova solubilizado e outro recozido. A segunda foi o envelhecimento natural em um corpo de prova recozido. Na última rota foi feito um envelhecimento em etapas em um corpo de prova recozido e outro solubilizado, com a intenção de reduzir os efeitos do envelhecimento natural. Os resultados mostraram que as rotas 1 e 3 obtiveram resultados de dureza similares para todos os corpos de prova, mostrando que a validade da rota 3 como alternativa e também, que o encruamento não afetou a dureza no fim do processo, mas alterou de forma significativa o tempo necessário para que essa dureza fosse atingida. Por fim, o envelhecimento natural se mostrou menos efetivo no aumento da dureza.

PALAVRAS-CHAVE: Al 7075. Envelhecimento. Encruamento

BARROS, F. S. **Aging estudy of cold worked AA 7075 aluminum alloy**. 2013. 37 f. Final Monograph (Undergraduation in Materials Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

ABSTRACT

Aluminum alloys are widely used in industry, because they combine different mechanical properties according to the alloying elements used in addition to thermal and mechanical treatments performed, resulting in materials with good weight/resistance relation. The 7XXX series alloys are worked heat treatable alloys commonly used in the aerospace industry, especially due to their high mechanical properties obtained after aging heat treatment, which increases the interest around 7075 alloy. Some studies with alloys which can be aged show that it is possible that cold work processes affect the results of aging. Thus, this study was intended to verify the influence of the aging process of AA 7075 alloy. There were three routes of aging with specimens previously treated thermally. In the first route T6 treatment was performed with a annealed specimen and other in solid solution. The second was the natural aging in a annealed specimen. In the last route was done aging by steps with a annealed specimen and other in solid solution with the intention to reduce the effects of natural aging. The results show that the routes 1 and 3 had similar hardness for all the samples, showing that the validity of Route 3 as an alternative and also the hardening did not affect the hardness at the end of the process, significantly reducing the time required for the highest hardness. Finally, natural aging was less effective in increasing hardness.

KEYWORDS: Al 7075. Aging. Cold work.

SUMÁRIO

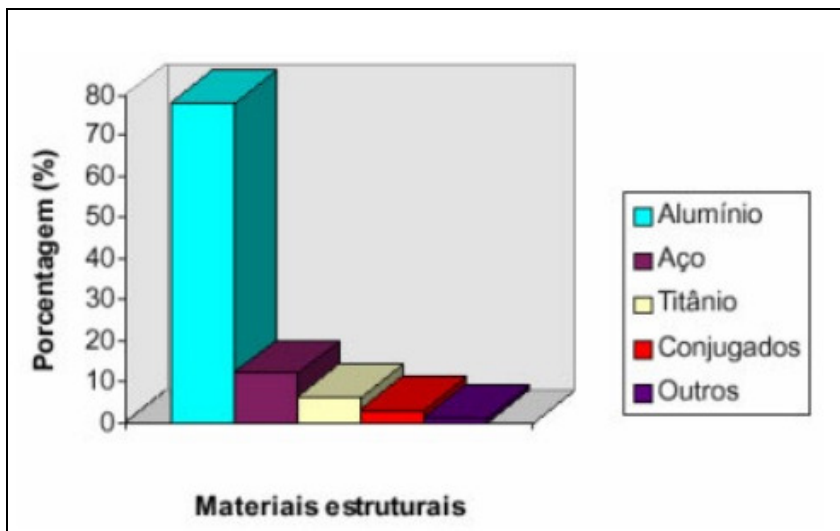
1	INTRODUÇÃO	10
1.1	OBJETIVO	11
1.1.1	Objetivo geral.....	11
1.1.2	Objetivos específicos.....	11
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	12
2.1	ALUMÍNIO	12
2.1.1	Identificação das ligas de alumínio trabalhadas.....	14
2.1.2	Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio trabalhadas.....	15
2.1.3	Al 7075	16
2.2	ENCRUAMENTO.....	18
2.3	RECOZIMENTO.....	18
2.4	ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO	19
2.4.1	Solubilização	20
2.4.2	Envelhecimento.....	21
2.4.2.1	Precipitação heterogênea	22
2.4.2.2	Precipitação homogênea	23
2.4.2.3	Mecanismo de endurecimento por precipitação	23
2.4.2.3.1	Endurecimento por zonas G-P	24
2.4.2.3.2	Endurecimento por precipitados coerentes.....	25
2.4.2.3.3	Endurecimento por partículas incoerentes.....	26
2.4.2.3.4	Mecanismo de endurecimento na liga AA 7075	27
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	28
3.1	MATERIAIS	28
3.2	MÉTODOS.....	28
3.2.1	Preparação dos corpos de prova	28
3.2.2	Prensagem	29
3.2.3	Envelhecimento.....	30
3.2.4	Dureza.....	31
4	RESULTADOS	32
4.1	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	32
4.2	PRENSAGEM.....	32
4.3	ROTA 1 DE ENVELHECIMENTO (T6)	33

4.4	ROTA 2 DE ENVELHECIMENTO (NATURAL)	33
4.5	ROTA 3 DE ENVELHECIMENTO (POR ETAPAS).....	34
4.6	ANÁLISE DOS RESULTADOS	34
5	CONCLUSÕES.....	36
5.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	36
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	37

1 INTRODUÇÃO

Ligas de alumínio são amplamente utilizadas na indústria, especialmente na aeronáutica, onde são os materiais estruturais mais empregados no projeto, graças não só a combinação de baixo peso com alta resistência mecânica, que confere ganhos em velocidade a aeronave, mas também a um apelo ambiental sobre a redução de combustíveis fósseis, conseguido por essa melhoria de desempenho (CRISTINO, 2011). A figura 1 compara a quantidade de materiais empregados na construção de um Boeing 767, em relação à porcentagem de peso nessa aeronave (MOREIRA, 2012). A grande diferença entre alumínio e o aço na Figura 1 deixa claro o quanto o alumínio se destaca entre os outros metais. Somado a isso, o peso específico do alumínio é de $2,7\text{g/cm}^3$, aproximadamente um terço do peso específico do aço, evidenciando que o alumínio é utilizado em grandes volumes (SANTOS, 2003).

Figura 1: materiais utilizados na construção do Boeing 767.



Fonte: (BARROSO, 2004)

Sendo uma liga trabalhada tratável termicamente, a liga AA 7075 pode passar pelo processo de encruamento e de envelhecimento. A literatura mostra que deformações podem influenciar no comportamento de ligas metálicas no processo de envelhecimento.

Anazawa et. al. (2008) estudaram a influência de pré-deformação no envelhecimento natural do aço 300M. Corpos-de-prova de tração com diferentes tratamentos térmicos foram pré-deformados em 3 a 5% na região de deformação uniforme e armazenados à temperatura ambiente por 226 dias. Após esse período os corpos de prova foram ensaiados em tração e comparados com resultados obtidos de corpos de prova sem pré-deformação. Os resultados

mostraram que para os corpos de prova sem pré-deformação o envelhecimento natural não ocorreu para nenhuma condição microestrutural. O mesmo não foi observado para os corpos de prova pré-deformados, onde o limite de escoamento aumentou em até 87%.

Souza et. al. (2013) estudaram a influência de três taxas de deformação diferentes no envelhecimento da superliga de níquel X-750 utilizadas na produção de molas. Corpos de prova foram trefilados com 30, 26 e 21% de redução de área e em seguida solubilizados. Após essa etapa os corpos de prova foram conformados até obterem a mesma espessura e em seguida envelhecidos por 16 horas a 732° C. Ensaio de tração foram realizados para comparar a resistência mecânica dos corpos de prova. Foi observado um aumento de resistência proporcional ao grau de encruamento, isto é, quanto maior o grau de deformação maior o aumento de resistência. Esse comportamento não foi observado para o envelhecimento, que contribuiu menos para o ganho de resistência quanto maior era o grau de deformação. Esse fato pode ser explicado pela competição entre os efeitos de recuperação e formação de fase precipitada endurecedora.

Tendo em vista a possibilidade de o trabalho a frio influenciar no tratamento de envelhecimento, estudos que envolvem esse processo em ligas de alumínio trabalhadas termicamente tratáveis podem ser grande interesse para a indústria, em especial, para a aeronáutica.

1.1 OBJETIVO

1.1.1 Objetivo geral

Com base no que foi acima colocado, o objetivo deste trabalho é de analisar a influência da deformação a frio no envelhecimento da liga de alumínio 7075.

1.1.2 Objetivos específicos

O estudo foi realizado por meio das seguintes etapas:

- Comparar o comportamento de envelhecimento da liga AA 7075 sob diferentes condições de tratamento térmico prévio e diferentes rotas de envelhecimento;
- Verificar a influência de uma rota alternativa de envelhecimento como forma de alterar o efeito do envelhecimento natural sobre o envelhecimento artificial;
- Aprofundar os conhecimentos do aluno em relação a processos termomecânicos.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

A fundamentação teórica aborda assuntos pertinentes a este trabalho a fim de se explicar conceitos utilizados no mesmo. Esses são respectivamente:

- Alumínio
- Encruamento
- Recozimento
- Endurecimento por precipitação

2.1 ALUMÍNIO

O alumínio é o segundo metal mais abundante da crosta terrestre e sua utilização é bastante recente se comparada ao cobre e ao ferro, sendo utilizado comercialmente por mais de 150 anos (CORRINE, 2011). Entretanto, sua produção é maior do que a produção de todos os outros metais não-ferrosos (CAMPOS, 2005).

O alumínio comercialmente puro tem como principais características sua baixa densidade, resistência à corrosão, ter facilidade em ser soldado, alta usinabilidade e conformabilidade, altos índices de refletividade de luz e de condutividade térmica e elétrica (ROSA, 2009). É utilizado principalmente em aplicações na indústria de semicondutores, na fabricação de folhas finas para capacitores eletrolíticos e na fabricação de luminárias. Entretanto, o alumínio puro não possui boas propriedades mecânicas, sendo utilizado na forma de ligas quando essas propriedades são requisitos essenciais, tal como em aplicações estruturais. Como exemplo, seu limite de resistência a tração na forma pura é de 90 MPa enquanto na forma de liga, com tratamentos térmicos adequados, pode atingir valores em torno de 700 MPa de limite de resistência a tração (ABAL, 1994). Suas ligas tiveram sua utilização acentuada após a Segunda Guerra Mundial, principalmente devido ao fenômeno de endurecimento por precipitação, que possibilitou elevações na relação resistência/peso estrutural (VOORWALD, 1995).

Ligas de alumínio são materiais nos quais são acrescentados elementos específicos ao alumínio, com a finalidade de desenvolver ou melhorar propriedades específicas, (ROSA, 2009). A indústria já desenvolveu quase um milhar de ligas de alumínio ao longo da história (SANTOS, 2011). São citados abaixo alguns dos principais elementos de ligas, os quais apresentam de forma geral as seguintes características (ZANGRANDI, 2008):

-Zinco: contribui acentuadamente com o envelhecimento por precipitação natural e artificial, mas não contribui no endurecimento por deformação, quando presente em solução sólida;

-Cobre: aumenta a resistência mecânica e proporciona endurecimento por precipitação natural, porém, diminui a resistência a corrosão, a ductilidade e a solubilidade da liga;

-Magnésio: reduz a temperatura de fusão, aumenta a capacidade de endurecimento por deformação e a resistência a corrosão em água salgada;

-Silício: diminui a temperatura de fusão e aumenta a fluidez da liga, aumenta a resistência mecânica e melhora a ductilidade. Se adicionado junto com o magnésio proporciona o endurecimento por precipitação da liga;

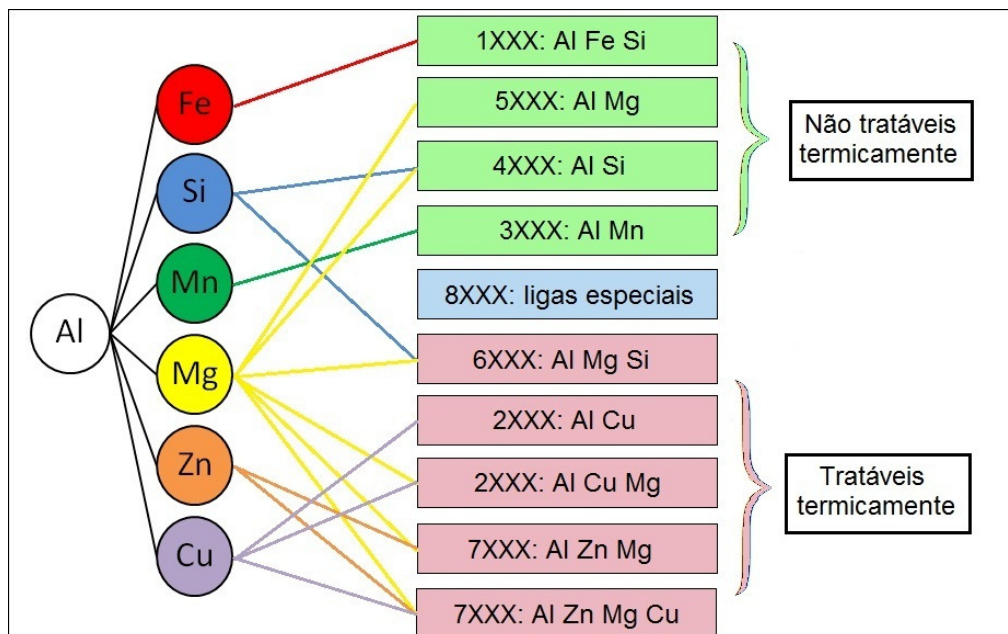
-Manganês: aumenta a resistência mecânica do alumínio comercialmente puro (99,50% a 99,79% de pureza) com redução pequena da ductilidade e melhora a resistência à corrosão;

-Níquel: aumenta a resistência da liga em altas temperaturas;

-Cromo: aumenta a resistência à corrosão sob tensão;

Esses elementos de liga podem ser associados de forma a obter ligas específicas, que podem ser binárias, ternárias e quaternárias, de acordo com os elementos mais abundantes em cada liga. A Figura 2 mostra possíveis associações de elementos de liga nas ligas comerciais mais utilizadas (ROSA, 2009).

Figura 2: Principais tipos de associação de elementos de liga.



Fonte: Adaptado de (ROSA, 2009)

Segundo Zangrandi (2008), as ligas de alumínio podem ainda ser divididas em dois grupos, segundo a forma de fabricação, que seguem abaixo:

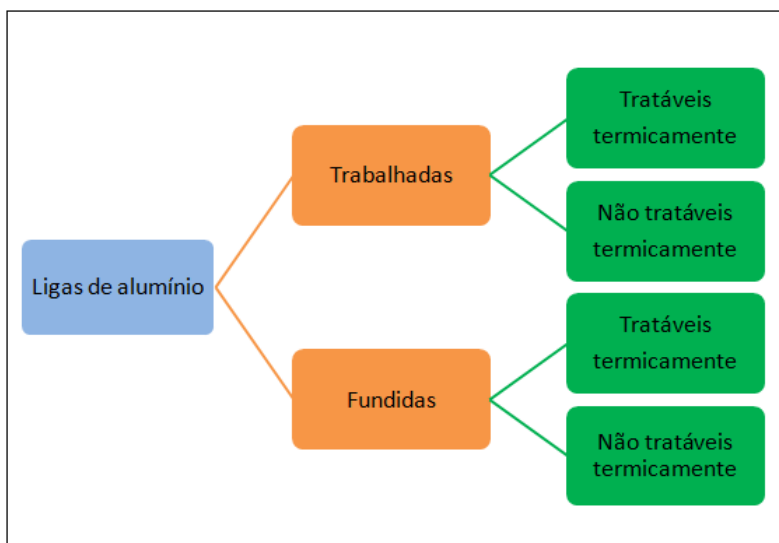
-Ligas fundidas: se apresentam na forma de lingotes, os quais são utilizados principalmente no processo de fundição em areia e em molde permanente por gravidade ou por pressão;

-Ligas trabalhadas: podem ser encontrados na forma de laminados planos (chapas e folhas), extrudados (barras, perfis e tubos) e forjados. Ao contrário das ligas fundidas, as ligas trabalhadas permitem um posterior trabalho a frio ou a quente após o processo de solidificação (MOREIRA, 2012).

Esses dois grupos ainda se dividem em dois tipos: as tratáveis termicamente e as não tratáveis termicamente, como ilustra a Figura 3 (ZANGRANDI, 2008).

Nesse trabalho o objeto de estudo é uma liga de alumínio trabalhada tratável termicamente, assunto ao qual será dado foco durante a revisão bibliográfica.

Figura 3: Esquematização dos tipos de ligas de alumínio em relação ao processo de fabricação e possibilidade de tratamento.



Fonte: Adaptado de (ZANGRANDI, 2008)

2.1.1 Identificação das ligas de alumínio trabalhadas

A identificação das ligas de alumínio trabalhadas é feita de acordo com a Aluminum Association. Essas foram agrupadas por meio de famílias ou séries e identificadas por meio de um sistema de se quatro dígitos (ZANGRANDI, 2008).

Para a série 1XXX, o primeiro número indica o alumínio não ligado (comercialmente puro), com composição controlada. Os dois últimos dígitos indicam de forma aproximada a porcentagem mínima de alumínio que excede 99,0%. O segundo dígito (de 1 a 9) indica a modificação de uma ou mais impurezas e quando é igual a zero indica que não houve nenhuma modificação (SANTOS, 2011).

Para as ligas de 2XXX a 8XXX o primeiro dígito indica a qual série a liga pertence, de acordo com seu principal elemento constituinte, isto é, que possui a maior porcentagem média, exceto para os casos de modificações da liga registradas previamente. A classificação segue a ordem de elemento majoritário: cobre, manganês, silício, magnésio, MgSi_2 , zinco e outros. O segundo dígito indica uma modificação da liga, de forma análoga à série 1XXX. Os dois últimos dígitos não têm significado especial e servem para identificar ligas de mesma série (ZANGRANDI, 2008).

2.1.2 Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio trabalhadas

A Aluminum Association utiliza um sistema de designação de tratamentos térmicos das ligas trabalhadas no qual cada designação representa uma sequência de tratamentos térmicos ou termomecânicos para a produção de ligas com propriedades mecânicas específicas (ZANGRANDI, 2008). Esses tratamentos são listados abaixo:

-F (conforme fabricada): Indica que não houve nenhum controle especial nos parâmetros térmicos do processo a quente, a frio ou sobre os parâmetros de envelhecimento.

-O (Recozida): indica que o produto foi tratado termicamente no sentido de se obter um material com menores níveis de resistência mecânica.

-W (Solubilizada): indica uma condição instável após o resfriamento rápido da liga. É utilizada somente em materiais que envelhecem na temperatura ambiente. O tempo de envelhecimento deve ser indicado, como por exemplo, W 1h.

T (Tratado termicamente): indica uma condição estável após a solubilização, diferentes do que se obtém com os tratamentos “O” ou “F”. A letra T é seguida de um número que indica uma sequência de tratamentos.

As ligas trabalhadas não endurecíveis por tratamento térmico podem ser endurecidas pelos seguintes processos como: formação de solução sólida, partículas constituintes de segunda fase, refino do tamanho de grão, encruamento ou ainda a combinação desses processos. Ligas endurecíveis por tratamentos térmicos são endurecíveis pelo processo de

solubilização e precipitação (envelhecimento). Para essas últimas, há um sistema de designação, como indicado no Quadro 1 (ZANGRANDI, 2008).

Quadro 1: Designação dos tratamentos de térmicos em ligas de alumínio endurecíveis por precipitação.

Tratamento	Significado
T1	Processada a quente seguida de envelhecimento natural.
T2	Processada a quente, trabalhada a frio e seguida de envelhecimento natural.
T3	Solubilização, trabalho a frio seguido de envelhecimento natural.
T4	Solubilização seguida de envelhecimento natural.
T5	Processamento a quente seguido de envelhecimento artificial.
T6	Solubilização seguida de envelhecimento artificial.
T7	Solubilização seguida de superenvelhecimento ou estabilização.
T8	Solubilização, trabalho a frio seguida de envelhecimento artificial.
T9	Solubilização, envelhecimento artificial seguido de deformação a frio.
T10	Processamento a quente, trabalho a frio seguido de envelhecimento artificial.

Fonte: Adaptado de (ZANGRANDI, 2008)

2.1.3 Al 7075

A liga de alumínio AA 7075 foi descoberta em 1940 e foi o primeiro produto a ser utilizado na condição T6 no avião B29, utilizado na segunda guerra mundial (SANTOS, 2011). É uma liga quaternária do sistema Al-Zn-Mg-Cu pertencente à família 7XXX, cujo principal elemento de liga é o zinco, que permite que as ligas sejam tratadas termicamente por solubilização e envelhecimento (WANHILL, 1979). As ligas dessa família, chamadas por vezes de ultraduralumínio, são utilizadas amplamente na indústria aeronáutica, na forma de revestimento de fuselagem e asas, cavernas usinadas e conformadas, longarinas, nervuras, diversos perfis estruturais e reforçadores, entre outros (MOREIRA, 2012). A Tabela 1 indica a composição nominal da liga (MANSON, 1968).

Essa liga possui alta resistência mecânica, especialmente em aplicações estáticas e na condição T6. Nas condições de recozido e solubilizado tem boa conformabilidade à temperatura ambiente e na condição T6 tem boa conformabilidade em altas temperaturas (MANSON, 1968).

Sua dureza típica na condição recozida é de 60 Brinell. Na condição T6, a dureza típica é de 150 Brinell. A condição T6 significa solubilização seguida de envelhecimento artificial. Indica que as propriedades mecânicas da liga solubilizada foram estabilizadas por precipitação artificial, isto é, em temperatura acima da ambiente (ZANGRANDI, 2008).

Tabela 1: Composição nominal da liga AA 7075.

Composição nominal da liga AA 7075		
Elemento	% mínima (em peso)	% máxima (em peso)
Cobre	1,2	2,0
Magnésio	2,1	2,9
Manganês	-	0,3
Ferro	-	0,7
Silício	-	0,5
Zinco	5,1	6,1
Cromo	0,18	0,4
Titânio	-	0,2
Outras impurezas		
Cada uma	-	0,05
Total	-	0,15
Alumínio	Restante	

Fonte: Adaptado de (MANSON, 1968)

Em relação ao comportamento em fadiga a liga apresenta resistência comparável à do AA 2024, frequentemente utilizado em aplicações aeronáuticas. Porém a liga AA 7075 comumente apresenta maior resistência mecânica, sobretudo em aplicações estáticas a temperatura ambiente (MANSON, 1968).

Como ponto negativo, as ligas da série 7XXX deixam a desejar no que diz respeito à soldabilidade. O mesmo ocorre em relação à resistência à corrosão, especialmente quando se trata de corrosão sob tensão, sendo utilizadas na forma superenvelhecida quando se deseja aliar alta resistência mecânica à alta resistência à corrosão (FIORANVANTI, 2008).

2.2 ENCRUAMENTO

Encruamento ou endurecimento por trabalho mecânico é o fenômeno pelo qual o material dúctil se torna mais duro e mais resistente quando é submetido a deformações plásticas. O fenômeno também é conhecido por trabalho a frio, pois a temperatura em que essas deformações são feitas é baixa em relação à temperatura de recristalização.

O encruamento proporciona aumento de dureza e resistência mecânica ao metal, entretanto diminui a ductilidade do mesmo. A maioria dos metais encrua a temperatura ambiente. O mecanismo de encruamento é explicado com base na interação entre campos de tensão das discordâncias. Com o trabalho a frio, a densidade de discordâncias aumenta, devido ao aparecimento de novas discordâncias, diminuindo a distância média de separação entre elas e dificultando a movimentação das discordâncias devido a presença de outras discordâncias por perto. Quanto maior o grau de trabalho a frio, maior a densidade de discordâncias e maior a tensão necessária para deformar plasticamente o material, visto que a deformação plástica é o resultado do deslizamento de várias discordâncias em seus planos de escorregamento, como resposta a tensão imposta (CALLISTER, 2002).

2.3 RECOZIMENTO

O recozimento é um tratamento térmico destinado a amolecer o material para a eliminação total de tensões resultantes de deformações plásticas a frio ou pela anulação dos efeitos de tratamentos térmicos anteriores (ABAL, 1994). O tratamento ocorre com a exposição do material a uma temperatura elevada por um período de tempo prolongado, sendo ele então resfriado lentamente. Sendo assim, o processo consiste em três estágios, para qualquer que seja o tipo de recozimento aplicado:

- Primeiro: aquecimento até a temperatura desejada;
- Segundo: manutenção (encharcamento) naquela temperatura desejada;
- Terceiro: resfriamento geralmente até a temperatura ambiente.

É possível realizar diferentes tratamentos térmicos de recozimento, variando a temperatura e o tempo de tratamento, obtendo assim variações microestruturais diferentes, que são responsáveis pela alteração de propriedades mecânicas (CALLISTER, 2012).

Durante o aquecimento e resfriamento existem gradientes de temperatura entre as partes de dentro e de fora da peça. Se a taxa de variação for muito grande, podem ser induzidos gradientes de temperatura e tensões internas que podem levar ao empenamento ou até mesmo

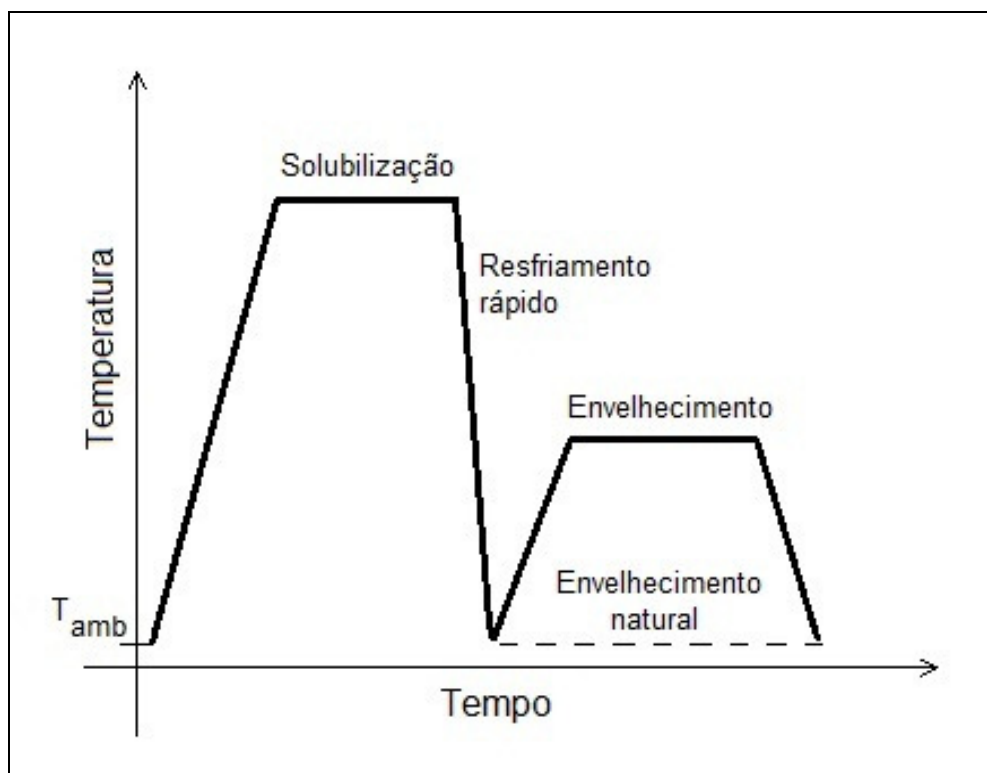
ao trincamento. Outro ponto é que o tempo real de recozimento deve ser longo o suficiente para permitir quaisquer reações de transformação necessária. O recozimento pode ser acelerado pelo aumento da temperatura, visto que normalmente estão envolvidos processos de difusão. Difusão é o fenômeno de transporte de material através do movimento dos átomos, importante em tratamento térmicos (CALLISTER, 2012).

2.4 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

O endurecimento por precipitação é o método mais eficaz de aumentar a resistência mecânica de ligas de alumínio (ROSA, 2009). As ligas de alumínio capazes de ser envelhecidas são aquelas onde a solubilidade de um ou mais elementos de liga diminui com a queda da temperatura. Essas ligas pertencem às séries 2XXX, 6XXX e 7XXX, sendo algumas ligas da série 8XXX capazes de envelhecer também (ZANGRANDI, 2008).

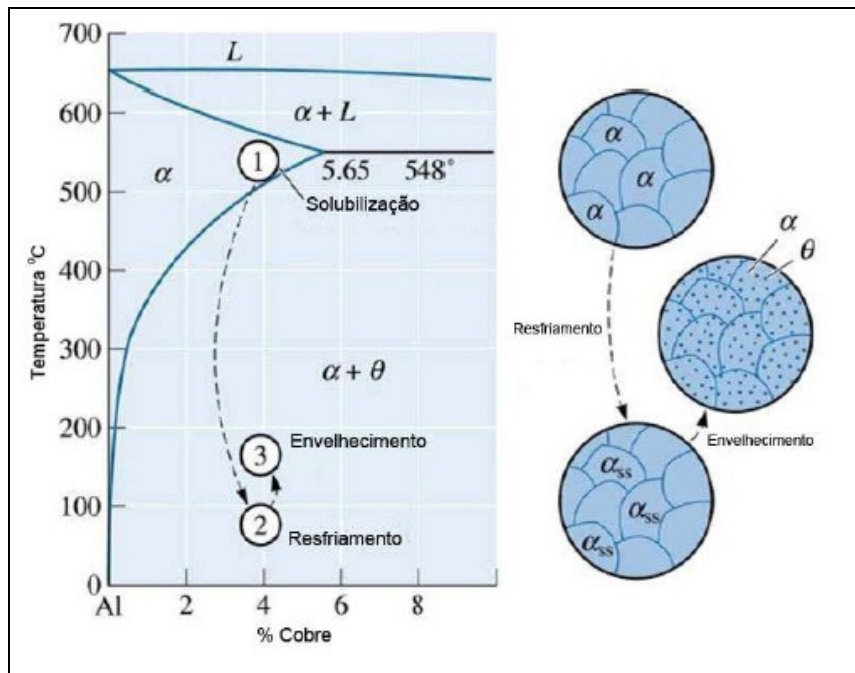
Esse processo envolve várias etapas, que são a solubilização, a têmpera e o envelhecimento natural ou artificial, esquematizadas na Figura 4 e na Figura 5.

Figura 4: Esquema dos tratamentos de solubilização e envelhecimento.



Fonte: Adaptado de (ROSA, 2009)

Figura 5: Esquema do tratamento de solubilização e envelhecimento para ligas de Al-Cu.



Fonte: (FIORAVANTI, 2008). Em “1”, o material é aquecido até a região α , de “1” para “2” sofre um resfriamento brusco, mantendo a estrutura α à temperatura ambiente em “2”, na forma de uma solução sólida supersaturada. De “2” para “3” o material sofre aumento de temperatura, formando precipitados θ na matriz em “3”, que causam o aumento da resistência mecânica no material.

2.4.1 Solubilização

A solubilização é realizada de forma prévia ao processo de envelhecimento com o objetivo de dissolver totalmente fases microscópicas simples ou intermediárias, além de maximizar a difusão e a solubilidade dos elementos de liga no alumínio (FIORAVANTI, 2008).

O tratamento de solubilização consiste em um aquecimento até o campo monofásico inerente, isto é, em temperaturas altas próximas a temperatura de eutético, que é a mais baixa temperatura de fusão das fases presentes no material, ou ainda acima da linha solvus, que é o limite de solubilidade no estado sólido. O material é mantido nessa temperatura por um tempo específico de acordo com o tipo de material e espessura da peça. É importante que não se aplique temperaturas de solubilização muito altas, pois podem fundir fases eutéticas de baixo ponto de fusão, o que deixa a peça quebradiça após ser resfriada. Por outro lado, temperaturas muito baixas podem resultar em propriedades mecânicas reduzidas após o envelhecimento (ZANGRANDI, 2008).

Após esse tempo, o material é resfriado de forma brusca até a temperatura ambiente, com a utilização de água. Esse resfriamento tem por objetivo manter a liga no estado monofásico à temperatura ambiente, visto que assim a formação de qualquer outra fase é prevenida, já que o soluto fica travado na rede cristalina (CALLISTER, 2012). Após esse resfriamento é obtida uma solução sólida supersaturada, onde os elementos de liga estão dissolvidos no alumínio em uma estrutura metaestável, ou seja, fora de equilíbrio. Nessa condição há somente uma fase alfa, supersaturada com átomos de soluto a uma temperatura T e a liga apresenta valores relativamente baixos de dureza e resistência mecânica (CALLISTER, 2012). O material apresenta também alta quantidade de vacâncias (FIORAVANTI, 2008).

2.4.2 Envelhecimento

Depois de solubilizado, o material pode passar por dois tipos de envelhecimento, o natural e o artificial, ou ainda, passar pela combinação de ambos.

O envelhecimento natural é o tipo de envelhecimento que ocorre à temperatura ambiente e ocorre para alguns tipos de liga, como a AA 2024, AA 6061 e AA 7075. Materiais que se apresentam na condição de envelhecido naturalmente são chamados de subenvelhecidos.

O processo consiste na formação de precipitados endurecedores na matriz por meio de difusão, a qual é facilitada pela alta quantidade de lacunas. A taxa de endurecimento e o valor máximo de resistência mecânica que pode ser atingido vão depender da liga.

O envelhecimento natural não é um tratamento comum que se utiliza como processo industrial. Isso porque as ligas que passam por esse processo não atingem uma condição completa de estabilidade, além de exigirem tempos longos de tratamento. Por exemplo, a liga AA 2024 pode ser estabilizada após quatro dias de envelhecimento natural, mas a liga 7075 e outras da série 7XXX continuam envelhecendo indefinidamente na temperatura ambiente, dessa forma não são usadas nessa condição, já que acarreta em mudanças de propriedades com o tempo, que podem fugir dos valores estipulados no projeto mecânico.

O envelhecimento artificial é realizado em temperaturas acima da ambiente, para as quais a difusão é mais rápida. A taxa de difusão é muito alta no início e diminui em sua fase final, onde a solução sólida supersaturada tende a atingir um estado de equilíbrio. A temperatura utilizada no processo de envelhecimento artificial, assim como o tempo adequado de envelhecimento vão depender do tipo da liga, sendo comuns temperaturas entre 95 e 205

°C. Considerando uma mesma liga, são obtidos maiores valores para a resistência à tração e tensão de escoamento e menor valor para a ductilidade no envelhecimento artificial quando em comparação com os valores obtidos pelo processo de envelhecimento natural.

O tempo adequado para que o material atinja o seu maior nível de dureza é aquele no qual há a formação de precipitados coerentes com a matriz. Ao passar desse tempo, os precipitados passarão a apresentar semicoerência com a matriz e seguem por fim a uma fase incoerente, num estado conhecido como superenvelhecido, onde os níveis de dureza serão menores que para os conseguidos por precipitados coerentes. Em contrapartida, o superenvelhecimento aumenta a resistência à corrosão de algumas ligas (ZANGRANDI, 2008).

O tempo de permanência do material à temperatura ambiente também deve ser observado após a solubilização para ligas da série 7XXX, porque o envelhecimento natural anterior ao envelhecimento artificial pode causar reduções de propriedades no material após ser envelhecido artificialmente. Segundo Zangrandi (2008), as razões para essa redução brusca de propriedades não foi ainda perfeitamente esclarecida, porém há evidências de que esse efeito está relacionado com o grau de supersaturação obtido pela solubilização e a conseqüente reversão das zonas de G-P durante o envelhecimento artificial, estruturas responsáveis pelo envelhecimento. É possível eliminar esse efeito indesejável proveniente do envelhecimento natural realizando um envelhecimento em dois estágios, no qual o primeiro garante uma melhor distribuição das zonas de G-P, que se mantém estáveis durante o segundo estágio de envelhecimento.

Basicamente a precipitação pode ocorrer de duas formas: homogênea ou heterogênea, descritas a seguir.

2.4.2.1 Precipitação heterogênea

O processo de precipitação heterogênea ocorre pela nucleação e crescimento de precipitados de transição, semicoerentes, diretamente nos contornos de subgrão e discordâncias e pelo crescimento de precipitados de equilíbrio, incoerentes, nos contornos de grão. Dessa forma, quanto mais grãos, subgrãos e discordâncias o material tiver, maior será a contribuição para a ocorrência da precipitação heterogênea durante o envelhecimento.

A precipitação heterogênea não contribui para o aumento da resistência mecânica da liga. Isso acontece porque após a precipitação nos contornos de grãos e subgrãos, a quantidade de soluto disponível para a precipitação homogênea no interior do grão será

menor, portanto menor número de partículas irá se precipitar, representando assim menor número de obstáculos à movimentação de discordâncias.

Existem algumas alternativas de diminuir os índices de precipitação heterogênea, listados a seguir:

- Aumentar a concentração de lacunas aplicando, durante a solubilização, maiores taxas de resfriamento;

- Realizar o envelhecimento em temperaturas mais baixas, para casos de resfriamento lento na solubilização;

- Realizar o envelhecimento em dois estágios, que vem sendo a alternativa mais utilizada. O primeiro estágio é realizado a uma temperatura mais baixa, maximizando a nucleação homogênea das zonas G-P. O segundo, a uma temperatura mais alta, permite que o crescimento das zonas de G-P nucleadas homogeneamente sua evolução em precipitados de transição. Nesse estágio, as zonas de G-P que não atingirem tamanho para se transformarem em precipitados de transição serão dissolvidas novamente (ZANGRANDI, 2008).

2.4.2.2 Precipitação homogênea

O estágio inicial da precipitação homogênea envolve uma série de eventos após a solubilização, que são respectivamente: distribuição de átomos de soluto por difusão na solução sólida supersaturada, segregação desses átomos em vários pontos da matriz, formação de pequenos aglomerados (clusters) cuja concentração é maior que a concentração média da solução sólida, crescimento dos aglomerados, que dão origem a zonas de G-P (Guinier-Preston).

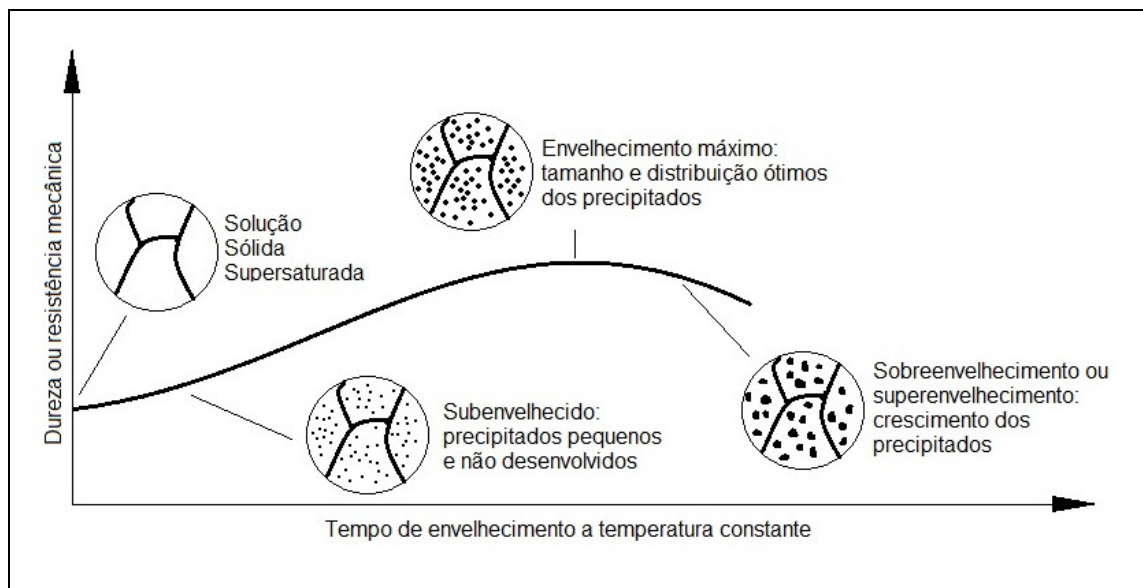
Após o surgimento de zonas de G-P, o processo de precipitação isotérmica prossegue ao longo do tempo e as zonas de G-P se transformam nos precipitados coerentes, semicoerentes e por fim, nos precipitados incoerentes, que são estáveis. A fase posterior ao envelhecimento é caracterizada pelo coalescimento dos precipitados incoerentes e é denominada superenvelhecimento (ZANGRANDI, 2008).

2.4.2.3 Mecanismo de endurecimento por precipitação

O mecanismo de endurecimento por precipitação é, de forma geral, a precipitação de partículas de segunda fase na matriz, que irão atuar como obstáculos ao movimento das discordâncias aumentando a dureza e resistência mecânica da liga (ROSA, 2009). O processo

de endurecimento por precipitação envolve várias transformações na rede cristalina até o fim do processo de envelhecimento. A Figura 6 esquematiza como a microestrutura do material se comporta no processo de envelhecimento desde a solubilização até o superenvelhecimento e como essas mudanças afetam na dureza do material. Os mecanismos de endurecimento ao longo desse processo estão descritos nas próximas seções.

Figura 6: Evolução da microestrutura e da dureza ao longo do processo de um envelhecimento.



Fonte: Adaptado de Rosa, 2009

2.4.2.3.1 Endurecimento por zonas G-P

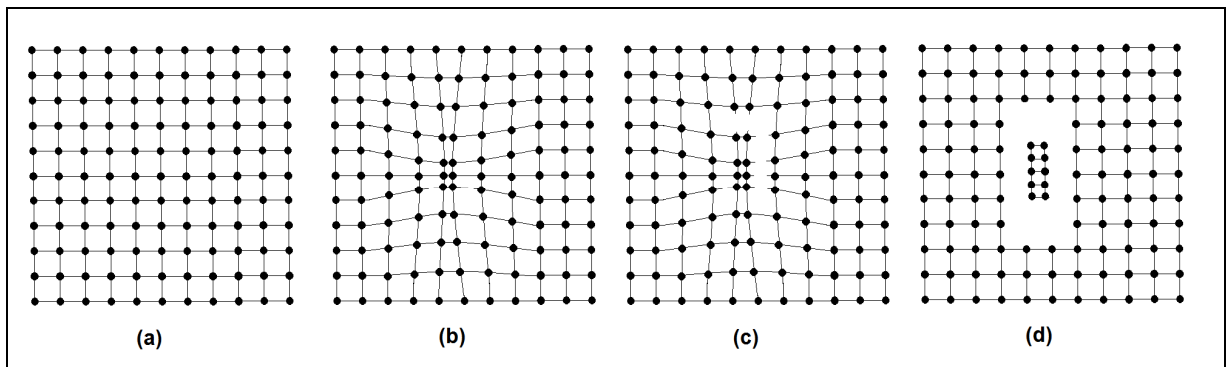
Zonas de G-P são aglomerações em altas concentrações de soluto que mantêm coerência com a matriz. Esses aglomerados funcionam como obstáculos a passagem de discordâncias, sendo mais resistentes à sua passagem do que os átomos de solutos individuais na solução sólida, mesmo que estes tenham pouca diferença de diâmetro em comparação com os átomos de solvente. O formato das zonas de G-P depende do material, sendo aproximadamente esférico quando os diâmetros atômicos do soluto e do solvente são aproximadamente iguais e planas ou cilíndricas quando são diferentes.

As zonas de G-P formam interfaces coerentes com a matriz gerando deformações elásticas na estrutura cristalina, numa vizinhança que se estende por várias distâncias interatômicas ao seu redor. Nessa fase da precipitação, o endurecimento é atribuído a presença

das zonas de G-P, isso porque as discordâncias permanecem ancoradas ou retidas nas zonas de G-P, o que explica o aumento de resistência da liga nesse estágio do envelhecimento.

Com a evolução do processo de precipitação isotérmico com o tempo, as zonas de G-P vão sofrendo um rearranjo atômico até que se transformam numa nova fase. Essa fase é metaestável e semicoerente com a matriz, cuja estrutura cristalina se difere da estrutura da solução sólida e da fase final de equilíbrio. A Figura 7 esquematiza as transformações na microestrutura durante o envelhecimento e o endurecimento por zonas G-P (ZANGRANDI, 2008).

Figura 7: esquematização do endurecimento por zonas de G-P.



Fonte: adaptado de (ZAHGRANDI, 2008). Em (a) solução sólida supersaturada; (b) precipitado coerente com a matriz; (c) precipitação de transição semicoerente; (d) precipitado incoerente de equilíbrio.

Com o crescimento das partículas de transição, as deformações na matriz aumentam até que a resistência das ligações interfaciais entre partículas e matriz seja excedida, quando então ocorre a ruptura dessas ligações, resultando na perda total de coerência entre precipitado e matriz. As características dos precipitados endurecedores vão depender do tratamento térmico de precipitação e, principalmente, do tipo de liga (ROSA, 2009).

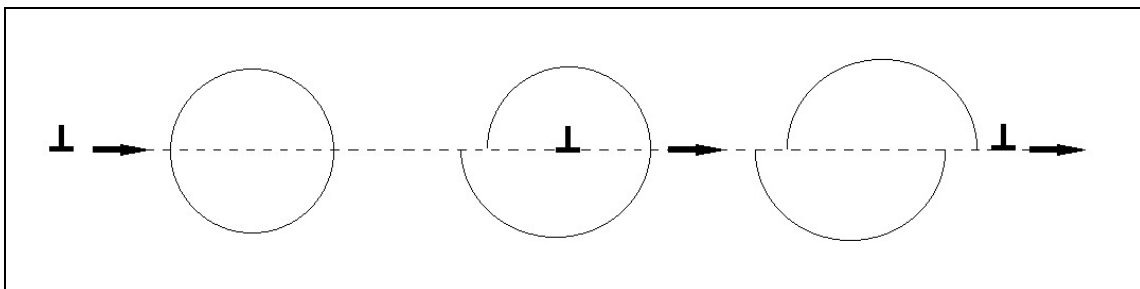
2.4.2.3.2 Endurecimento por precipitados coerentes

Em um estágio avançado do processo de precipitação as zonas de G-P se transformam nos precipitados coerentes, que mantém continuidade entre seus planos atômicos e o da matriz, porém com parâmetro de rede diferente. Sendo assim, é gerado então um plano de deformação elástica na matriz ao seu redor, que irá interagir com os campos de deformações das discordâncias em movimento.

Quando as partículas são coerentes com a matriz, as discordâncias podem cortá-las, conforme ilustrado na Figura 8. O endurecimento acontece porque o corte dessas partículas aumenta as respectivas áreas nos planos de escorregamento, o que exige tensões maiores para movimentar novas discordâncias que escorregarão por esse plano.

O bloqueio ao movimento de discordâncias torna-se mais efetivo quando as partículas estão finamente dispersas na matriz, de forma coerente e homogênea (ZANGRANDI, 2008).

Figura 8: Esquemática do endurecimento por partículas coerentes.



Fonte: adaptado de (ZANGRANDI, 2008)

2.4.2.3.3 Endurecimento por partículas incoerentes

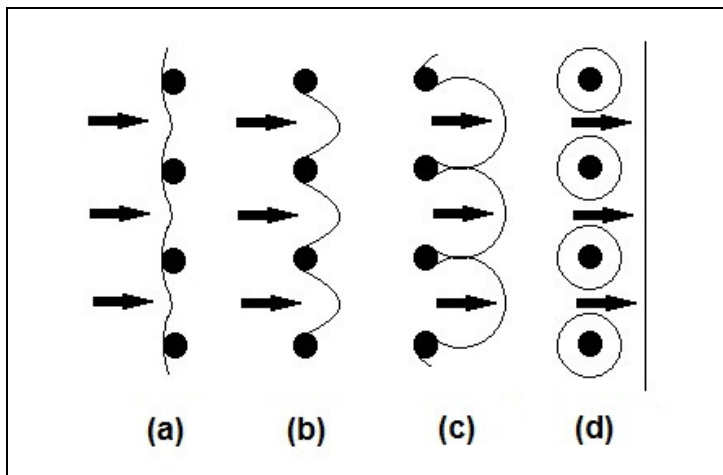
Com a evolução do processo de precipitação isotérmica, os precipitados coerentes se transformarão em precipitados de transição semicoerentes (Figura 7-c). Os precipitados semicoerentes perdem parcialmente sua coerência com a matriz e um conjunto de planos cristalográficos ainda se mantém coincidentes. As discordâncias que passam pela região de incoerência se acomodam nessa região e ajustam esses planos incoerentes entre o precipitado e a matriz (Figura 7-c) (ZANGRANDI, 2008).

Mais a frente no processo, os precipitados semicoerentes (Figura 7-c) transformam-se nos precipitados de equilíbrio incoerentes com a matriz (Figura 7-d). Aqui, o endurecimento ocorre conforme ilustrado pelo mecanismo de Orowan, ilustrado na Figura 9. Esse mecanismo consiste na ancoragem das discordâncias pelos nos precipitados incoerentes. Conforme a tensão de cisalhamento aumenta, essas discordâncias são forçadas a passar entre os precipitados e se curvam. Essa curvatura continua crescendo, de forma que vão se aproximando entre si, até que se encontram e os seguimentos ao entrarem em contato se anulam mutuamente (Figura 7-c) (ZANGRANDI, 2008).

Essa aproximação entre curvaturas da linha da discordância ao redor do precipitado ocorre porque as curvaturas têm sinais contrários, o que causa uma atração mútua. O resultado

dessa atração e um anel de discordâncias em torno dos precipitados, enquanto a discordância continua seu trajeto livremente até encontrar novos obstáculos. Esses anéis de discordâncias que foram criados aumentam os diâmetros dos precipitados, exigindo cada vez mais tensões de cisalhamento maiores para que as próximas discordâncias passem por eles (SMALLMAN, BISHOP, 1999).

Figura 9: Representação esquemática do endurecimento por partículas incoerentes pelo mecanismo de Orowan.



Fonte: adaptado de Zangrandi, 2008.

2.4.2.3.4 Mecanismo de endurecimento na liga AA 7075

A liga de alumínio AA 7075 não deverá ultrapassar 4 horas de permanência a temperatura ambiente, enquanto para outras ligas o tempo deve ser reduzido ao máximo possível.

Para anular o efeito do envelhecimento natural em um processo de envelhecimento artificial na liga AA 7075 o tratamento em dois estágios pode ser realizado, com o primeiro estágio a 100 °C e permanência do material nessa temperatura por 4 horas seguido de um estágio à 160 °C por 8 horas, o que garante as mesmas propriedades do material envelhecido à 120° em 24 horas (condição T6) (ZANGRANDI, 2008).

A sequência de formação dos precipitados das ligas Al-Zn (série 7XXX) é descrita abaixo (FIORANVANTI, 2008):

Solução Sólida Supersaturada (SSS) $\rightarrow$ Zonas G-P $\rightarrow$ η' $\rightarrow$ η (MgZn_2) ou T ($\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$)

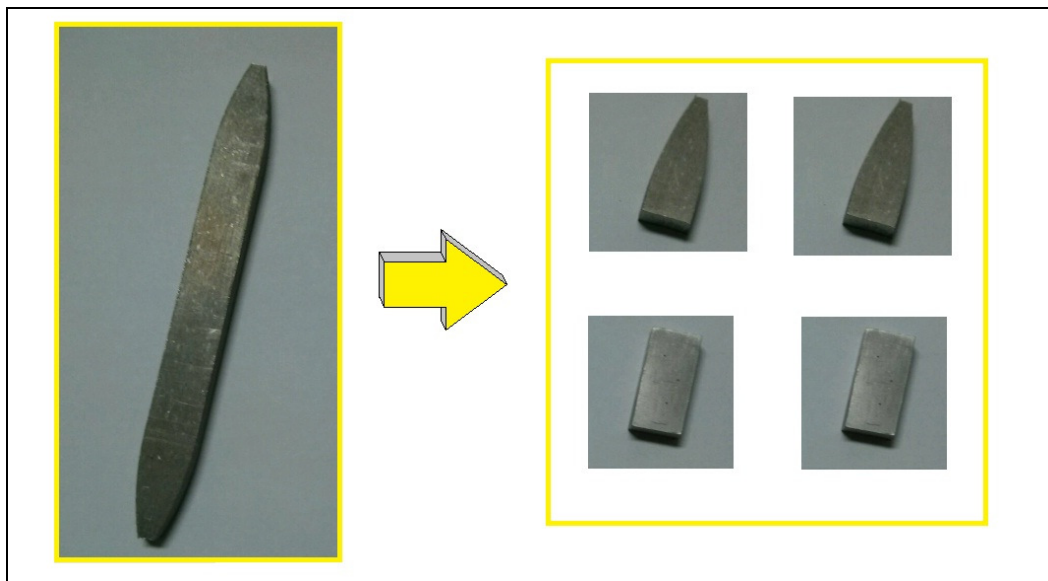
3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

O material utilizado para a realização dos ensaios foi a liga de alumínio AA 7075. As amostras foram confeccionadas a partir de peças fornecidas em um formato genérico, indicado na Figura 10, a partir da qual foram cortados com serra de fita quatro corpos de prova, cada um com o comprimento correspondente a aproximadamente um quarto do comprimento original da peça. As dimensões aproximadas da peça original são:

- Comprimento: 98,6 mm
- Espessura: 6,7 mm
- Largura: 10,9 mm

Figura 10: Amostras a partir das quais foram confeccionados os corpos de prova utilizados no trabalho.



3.2 MÉTODOS

3.2.1 Preparação dos corpos de prova

Os corpos de prova foram tratados termicamente na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, no Departamento de Materiais (DMT), utilizando-se de um forno modelo “EDG F-3000 3P-S”, mostrado na Figura 11. Foram preparados 2 corpos de prova

solubilizados (chamados de S1 e S2) e 2 corpos de prova recozidos (chamados de R1 e R2). O mesmo forno foi utilizado para o tratamento de envelhecimento.

Para a solubilização foram seguidas as seguintes etapas:

- Aquecimento do forno até 480° C;
- Inserção dos CDPs S1 e S2 no forno e permanência no mesmo por 65 minutos;
- Resfriamento brusco dos CDPs em água à temperatura ambiente.

Para o recozimento foram seguidos os seguintes passos:

- Aquecimento do forno até 415° C;
- Inserção dos CDPs R1 e R2 no forno e permanência por 3 horas no mesmo;
- Resfriamento lento dentro do forno.

Figura 11: Forno utilizado no tratamento térmico dos corpos de prova.

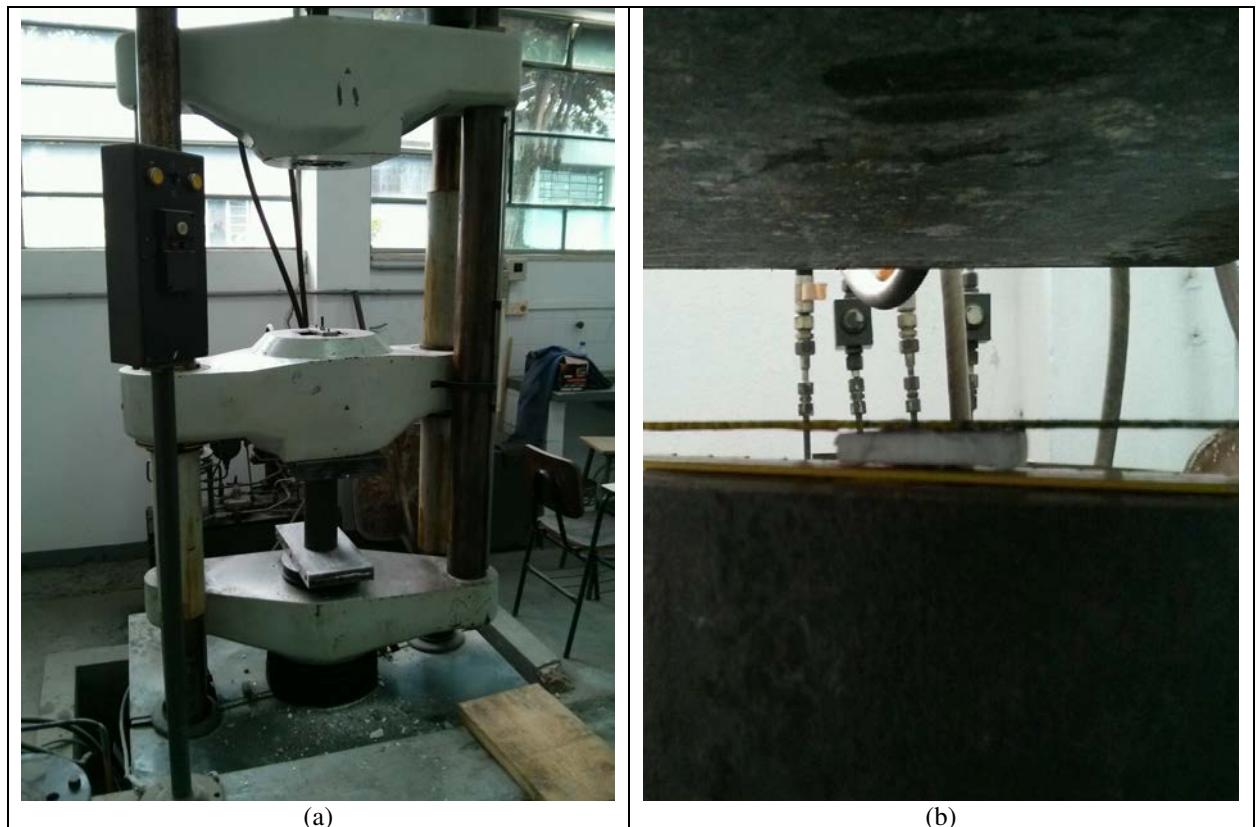


3.2.2 Prensagem

A prensagem do material foi realizada no Departamento de Engenharia Civil da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, utilizando a prensa ilustrada na Figura 12-a. Cada amostra foi coberta por uma camada de veda-rosca (Teflon) como material lubrificante, para permitir o escoamento do material em suas laterais. Abaixo e acima de cada amostra, foi colocada uma chapa de um aço ferramenta temperado, com a intenção de garantir a

planicidade da amostra deformada nessas superfícies, como mostrado na Figura 12-b. A prensagem ocorreu até que a carga atingisse valores em torno de 40 toneladas e as peças ficassem com espessuras visualmente semelhantes. Os CDPs solubilizados foram prensados logo após a solubilização, para evitar que o envelhecimento natural endurecesse os CDPs o suficiente para dificultar a deformação.

Figura 12: Máquina utilizada nos ensaios de laminação.



3.2.3 Envelhecimento

Após a prensagem os CDPs seguiram para o tratamento de envelhecimento.

Foram utilizadas três rotas de envelhecimento, descritas abaixo:

- Primeira (T6): consistiu na permanência dos CDPs S1 e R1 dentro do forno a 120° C, num total de 24 horas de tratamento. O CDP R1 foi previamente solubilizado seguindo os parâmetros descritos na seção 3.1.1. O tratamento foi interrompido após 5, 10, 13h, 16, 19, 22 e 24h para que a dureza fosse medida.

- Segunda (envelhecimento natural): consistiu na solubilização do CDP R2 seguido de envelhecimento natural por 96 horas. A dureza do CDP foi medida após 2, 3, 4, 6, 24 e 96h de envelhecimento.

-Terceira (envelhecimento por etapas): consistiu em duas etapas. Após 96 horas de envelhecimento natural, os CDPs R2 e S2 seguiram para o forno a 100° C, permanecendo no mesmo por 4 horas. A segunda etapa consistiu na permanência dos corpos de prova em forno a 160° C por 8 horas. O tratamento foi interrompido depois de 1, 3, 4, 6 e 9 e 12h para a medição de dureza.

3.2.4 Dureza

A dureza dos CDPs foi medida a cada etapa, utilizando carga de 5kgf, seguindo a norma ABNT NBR NM 150 6507-1. Foram realizadas 3 medidas para cada ponto das curvas, visto que a dispersão de resultados foi baixa. O durômetro utilizado foi da Otto Wolpert-Werke de modelo Dia Testor 2Rc, mostrado na Figura 13.

Figura 13: Durômetro utilizado na medição de dureza



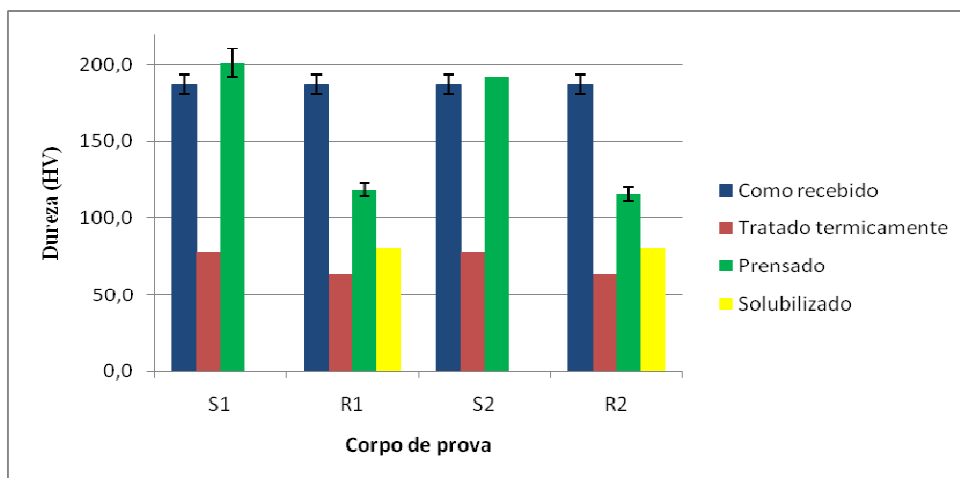
Para a medição de dureza, os CDPs foram lixados antes dos tratamentos térmicos, a fim de remover a camada de teflon aderida à superfície do metal e garantir medições com menores interferências de defeitos superficiais. As lixas utilizadas foram as de grão 200, 400, 600 e 1200 respectivamente.

4 RESULTADOS

4.1 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

As medidas de dureza a cada etapa de preparação dos corpos de prova estão descritas na Figura 14.

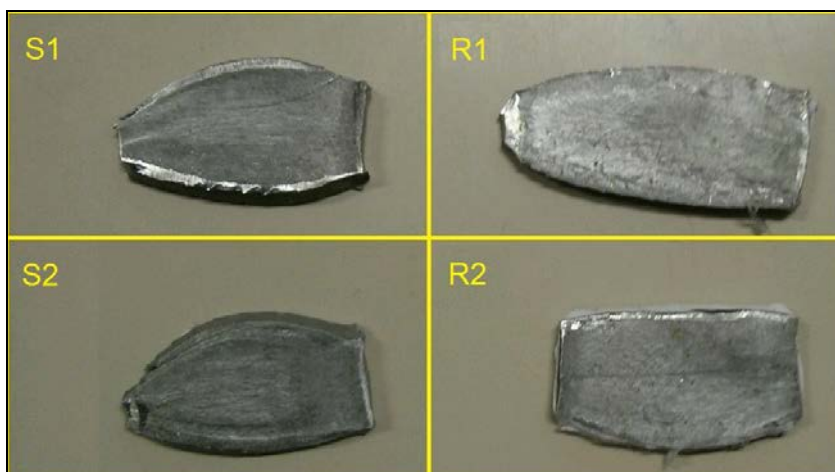
Figura 14: Medidas de dureza durante as etapas de preparação dos corpos de prova.



4.2 PRENSAGEM

Após a prensagem os corpos de prova apresentaram espessura em torno de 2,7mm, representando uma redução de 59,7% da espessura. A Figura 15 mostra como ficaram após esse processo.

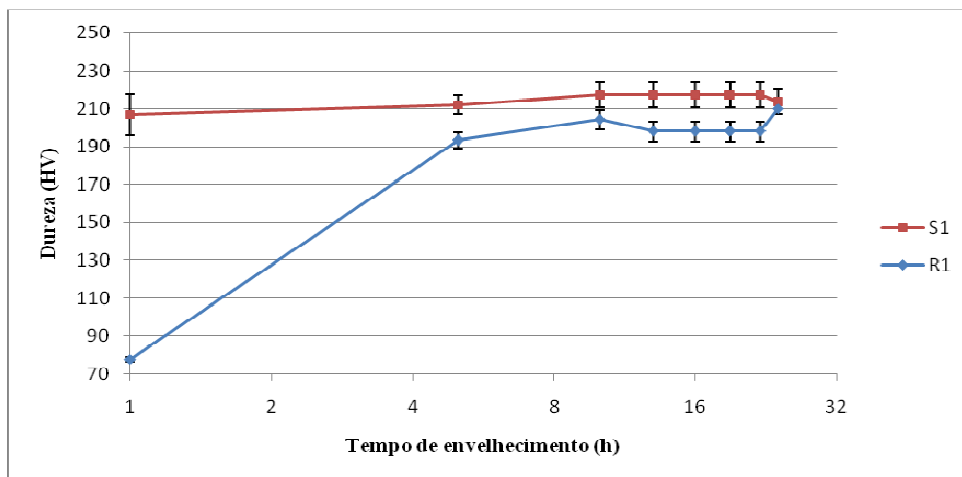
Figura 15: corpos de prova após a prensagem



4.3 ROTA 1 DE ENVELHECIMENTO (T6)

A Figura 16 mostra os resultados de dureza obtidos em cada etapa da rota 1 de envelhecimento. Cada valor representa a média de três medições, acompanhado de seu respectivo desvio padrão.

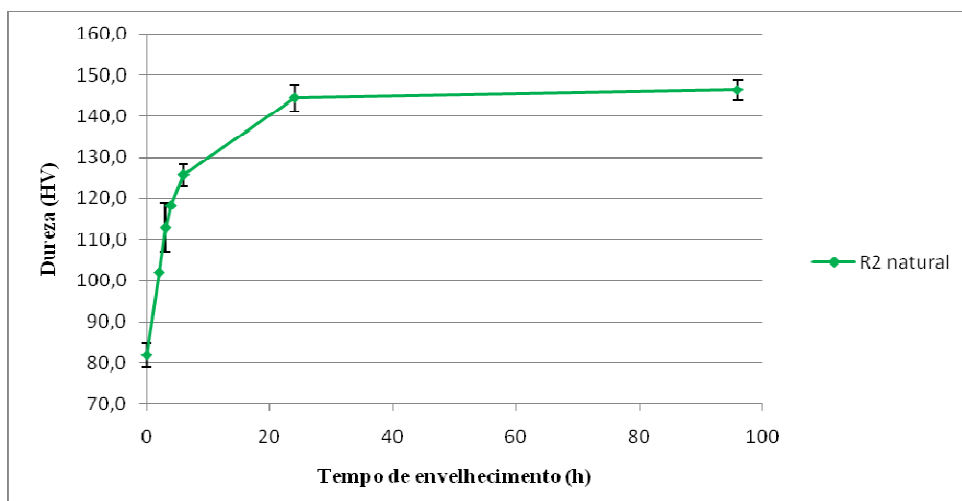
Figura 16: Resultados de dureza obtidos na rota 1 de envelhecimento.



4.4 ROTA 2 DE ENVELHECIMENTO (NATURAL)

A Figura 17 mostra os resultados de dureza obtidos em cada etapa do envelhecimento da rota 2. Cada valor representa a média de três medições, acompanhado de seu respectivo padrão.

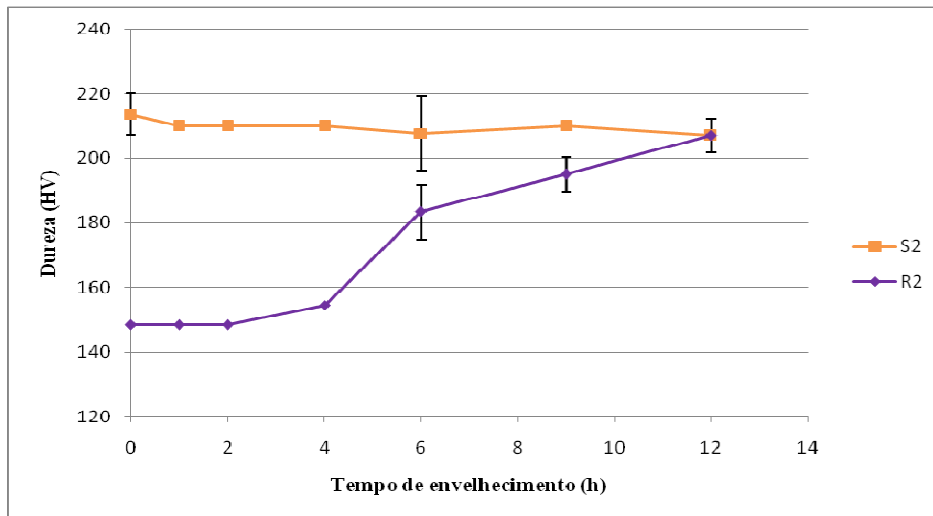
Figura 17: Resultados de dureza obtidos na rota 2 de envelhecimento.



4.5 ROTA 3 DE ENVELHECIMENTO (POR ETAPAS)

A Figura 18 mostra os resultados de dureza obtidos em cada etapa da rota 3 de envelhecimento. Cada valor representa a média de três valores, acompanhado de seu respectivo padrão.

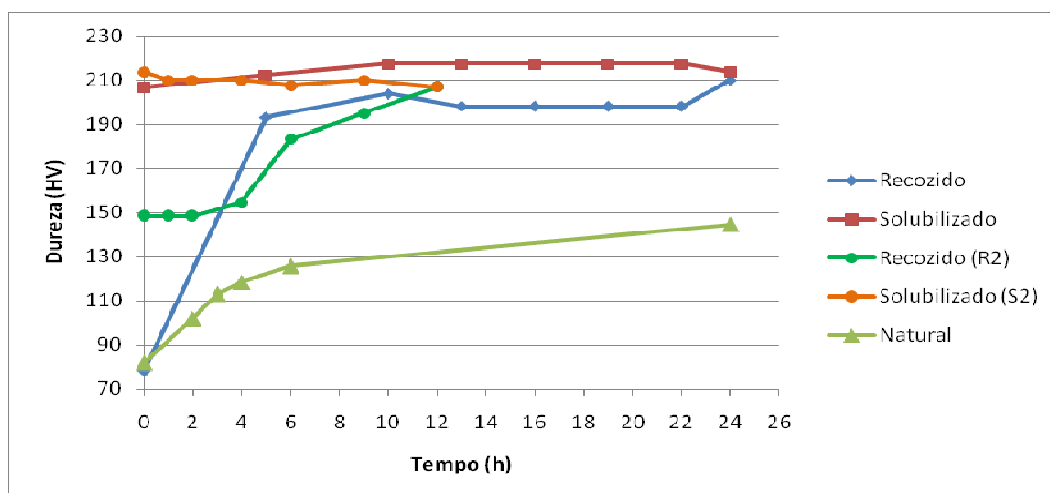
Figura 18: Resultados de dureza obtidos na rota 2 de envelhecimento.



4.6 ANÁLISE DOS RESULTADOS

A figura 19 representa um resumo dos resultados obtidos durante todas as rotas de envelhecimento para um tempo não maior que 24h.

Figura 19: Valores de dureza durante as rotas de envelhecimento.



Tendo em vista os resultados mostrados nas Figuras 16 a 19, é possível verificar os seguintes fatos:

-Durante a preparação dos corpos de prova, os tratamentos de solubilização e recozimento se mostraram eficazes no sentido de diminuir os níveis de dureza dos mesmos. Após a prensagem, os níveis de dureza para os corpos de prova solubilizados (201,0 HV para o S1 e 192,0 HV para o S2) foram superiores em comparação com os corpos de prova recozidos (118,4 HV para o R1 e 115,6 HV para o R2). Isso pode ser explicado devido ao fato do processo de conformação poder ter fornecido energia para a formação de precipitados nos corpos de prova solubilizados.

-A dureza inicial nas rotas 1 e 2 estava diferentes entre os corpos de prova solubilizados e recozidos, sendo maior para o CDP solubilizado nos dois casos (207 HV para o S1 e 213, 7 HV para o S2 contra 78 HV para o R1 e 148,3 HV para o R2), se mantendo superior no decorrer do ensaio;

-Após as primeiras 6 horas de envelhecimento na rota 1, o corpo de prova solubilizado teve valores de dureza que pouco variaram;

-O envelhecimento natural obteve menores valores de dureza ao longo de todo o processo, se comparado às rotas de envelhecimento artificial, como foi de se esperar segundo a literatura (ZANGRANDI, 2008). Mesmo após 96h sua dureza máxima foi menor, 146,4 HV contra valores máximos próximos a 210 HV obtidos nas outras rotas para tempos menores.

A explicação para a dureza superior dos CDPs solubilizado após a prensagem está relacionada à força motora para formação de precipitados. Como o corpo de prova já se encontra solubilizado, a carga exercida sobre o material promove a difusão do soluto na rede cristalina no sentido de se formar precipitados. Outro fator é que a partir do momento que o CDP sai do forno e é resfriado bruscamente ele já fica sujeito ao envelhecimento natural, aumentando seus níveis de dureza desde então, enquanto os demais corpos de prova estão recozidos, não sofrendo ainda o envelhecimento. Após solubilizar o corpo de prova recozido, o material alivia as tensões adquiridas com o encruamento, aumentando mais ainda a diferença de dureza em relação ao CDP previamente solubilizado.

5 CONCLUSÕES

-Os corpos de prova recozidos se mostraram com menor dureza do que seus respectivos pares solubilizados para as rotas 1 e 2 de envelhecimento ao longo do processo. Isto se explica pelo encruamento dos corpos de prova S1 e S2, que conferiram maior dureza a e maior energia para motora para formação de precipitados em ambos, o que explica também o fato de suas durezas terem sido estabilizadas antes que as durezas dos corpos de prova recozidos, R1 e R2. Entretanto, no fim do processo a dureza dos corpos de prova solubilizados e recozidos se manteve praticamente no mesmo nível, o que evidencia que o tratamento térmico prévio não influencia nos níveis de dureza no fim do processo. A diferença está mesmo no tempo necessário para que essa dureza seja atingida, sendo sempre menor para os corpos de prova solubilizados.

-Os valores máximos de dureza atingidos dos corpos de prova na rota comum e alternativa foram praticamente equivalentes, assim como foi esperado segundo a literatura (ZANGRANDI, 2008). A pequena diferença entre elas pode ser atribuída ao erro do equipamento, tendo em vista os desvios observados.

-O envelhecimento natural obteve dureza final menor do que a dureza final no caso das rotas de envelhecimento artificial. Mesmo após 96 horas a dureza do corpo de prova se manteve distante das durezas dos demais.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Fica como sugestão para trabalhos futuros a realização do tratamento térmico de envelhecimento sem a interferência de paradas operacionais, as quais podem acarretar em envelhecimento natural, mascarando o verdadeiro comportamento da variação de dureza durante um processo de envelhecimento contínuo. Fica como sugestão também a realização de estudo de microscopia para caracterizar os precipitados obtidos nos diversos estágios do estudo. Por fim, a realização de ensaios de tração pode servir de complemento para os resultados obtidos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALCOOA. **Guia Técnico do alumínio: Laminação**. 1 ed. São Paulo: Técnica Comunicação Industrial Ltda. 1994, vol. 2, 138p.
- ANAZAWA, R M. et. Al. **Aumento do Limite de Escoamento de um Aço multifásico Devido ao Envelhecimento por Deformação e Efeito TRIP**. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 27, n. 1, 19-23, 2008.
- BARROSO, Emerson Kellem Lana. **Efeito da Pré-deformação e Shot Peening na Tenacidade à Fratura e Propagação de Trinca por Fadiga da Liga de Alumínio 7475-T7351, de Aplicação Aeronáutica**. 145f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – UFOP, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro preto, 2004.
- CALLISTER, William D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 5ª edição. Rio de Janeiro: LTC, 2000. 589p.
- CAMPOS, António Gil d'Orey de Andrade. **Modelação e Análise Numérica do Comportamento Mecânico e Térmico de Ligas de Alumínio**. Dissertação (Doutorado em Engenharia de Mecânica) – Universidade de Aveiro, Universidade de Aveiro, Aveiro, 2005.
- CORAINED, Rafael. **Soldagem GMAW-P robotizada de alumínio: influência do tipo de chanfro, tecimento e sentido de laminação na distorção angular**. 120f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista do Campus de Bauru, Universidade Estadual Paulista, Bauru, 2011.
- CRISTINO, Luiz Fernando. **Estudo da propagação de trinca por fadiga sob carregamento de amplitude variável**. 77 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.
- FIORAVANTI, Arthur Suárez. **Soldagem por SFW de ligas de alumínio ALCLAD AA2024-T3 e AA7075-T6**. 90f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.
- MANSON, S. S. 7075. **Aerospace Structural Metals Handbook**. Mar. 1968. Disponível em CD-ROM.

MINOBI, Jun Lazzarini. **Tratamento da superfície de alumínio via eletrólise a plasma**. 2011. 57 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

MOREIRA, Lucas Tadeu Silva. **A influência da aplicação de fluido de corte no torneamento da liga de alumínio AA 7075**. 115 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

SILVA, José Wilson de Jesus. **Efeito dos oxi-ânions do grupo VIB sobre a corrosão aquosa das ligas Al(2024) e Al(7050) utilizadas na indústria aeronáutica**. 123p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2003.

ROSA, Maria; SOARES, Nunes. **Efeito dos ciclos de envelhecimento no comportamento de ligas de alumínio**. 114p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade de Aveiro, Universidade de Aveiro, Aveiro, 2009.

SANTOS, Rafeal Gonçalves. **Estudo da influência da aplicação de fluido de corte no torneamento da liga de alumínio AA7075**. 66p. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2003.

SOUZA, G. R. X. et. al. **Estudo da influência da deformação e do envelhecimento nas propriedades mecânicas da superliga de níquel X-750**. Revista Matéria: Rio de Janeiro, vol.18, n.1, p. 29-38. 2013.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. **Modern Physical Metallurgy Materials Engineering**. 6 ed. Woburn: Butterworth-Heinemann. 1999. 448p.

VOORWALD, H. J. C.; TORRES, M. A. S.; PINTO JÚNIOR, C. C. E.. Modelling of fatigue crack growth following overloads. **International Journal Of Fatigue**, [s.i], p. 423-427. 01 set. 1991.

ZANGRANDI, Aécio. **Alumínio e suas ligas: fundamentos metalúrgicos e tecnológicos**. Primeira edição. Lorena: Instituto Santa Teresa, 2008. 103p.

WANHILL, R. J. H.; HART, W. G. J.; SCHRA, L. Flight Simulation Fatigue Crack Propagation in 7010 and 7075 Aluminium Plate 1979. **International Journal of Fatigue**. v. 1, n. 4, p. 205-209, out. 1979.